

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 60052528
PUBLICATION DATE : 25-03-85

APPLICATION DATE : 02-09-83
APPLICATION NUMBER : 58161589

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : NISHIDA MINORU;

INT.CL. : C21D 9/46 C21D 8/02 // C22C 38/04

TITLE : PRODUCTION OF HIGH-STRENGTH
THIN STEEL SHEET HAVING GOOD
DUCTILITY AND SPOT WELDABILITY

log CIL (°C/sec) = -1.73 [Mn (%) + 3.5 P (%)] + 3.95

ABSTRACT : PURPOSE: To obtain inexpensively a high-strength thin steel sheet having good ductility and spot weldability by coiling a hot rolled steel strip contg. a specific ratio of C, Mn, P, Al and N at a specific temp., subjecting the strip to pickling and cold rolling then heating and holding the same under specific conditions and cooling the heated steel sheet.

CONSTITUTION: A steel contg., by weight, 0.02-0.15% C, 0.8-3.5% Mn, 0.02- 0.15% P, ≤0.10% Al and 0.005-0.025% N and consisting of the balance Fe and unavoidable impurities is melted and is hot rolled. The hot rolled steel strip is coiled at ≤550°C and is cold rolled after pickling. The cold rolled steel strip is heated and held for 10sec-10min in a temp. range of the Ac₁ transformation point-950°C and thereafter the strip is cooled in such a way that the average cooling rate between 600-300°C attains the range of the critical cooling rate CR(°C/sec) determined by the equation or above and up to 200°C/sec. The high- tension thin steel sheet having about ≥50kg.f/mm² tensile strength is thus obtd. at a low cost.

COPYRIGHT: (C)1985,JPO&Japio

THIS PAGE BLANK (USPTO)

⑩ 日本国特許庁(JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

昭60-52528

⑬ Int.Cl.⁴ 識別記号 庁内整理番号 ⑭ 公開 昭和60年(1985)3月25日
 C 21 D 9/46 7047-4K
 8/02 7047-4K
 // C 22 C 38/04 7147-4K 審査請求 未請求 発明の数 3 (全9頁)

⑮ 発明の名称 延性およびスポット溶接性の良好な高強度薄鋼板の製造方法

⑯ 特 願 昭58-161589

⑰ 出 願 昭58(1983)9月2日

⑱ 発 明 者 登 坂 章 男 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
 ⑲ 発 明 者 加 藤 俊 之 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
 ⑳ 発 明 者 西 田 稔 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
 ㉑ 出 願 人 川崎製鉄株式会社 神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
 ㉒ 代 理 人 弁理士 中路 武雄

明 細 書

1. 発明の名称

延性およびスポット溶接性の良好な高強度薄鋼板の製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) 重量比にて C: 0.02~0.15%, Mn: 0.8~3.5%, P: 0.02~0.15%, Al: 0.10%以下, N: 0.005~0.025% を含む高強度薄鋼板の製造方法において、前記基本組成のほか残部が Fe および不可避免的な不純物より成る鋼を溶製したる後通常の工程により、熱間圧延する工程と、前記熱延鋼帯を 550℃ 以下の温度で巻取り酸洗後冷間圧延する工程と、前記冷延鋼帯を A_{c1}、変態点~950℃ の温度範囲に 10 秒から 10 分間加熱保持する工程と、前記加熱工程終了後 600~300℃ 間の平均冷却速度が下記 (1) 式で求まる臨界冷却速度 CR (℃/sec) 以上 200℃/sec 未満の範囲となる如く冷却する工程と、を有して成ることを特徴とする延性およびスポット溶接性の良好な高強度薄鋼板の製造方法。

(1)

$$\log CR (\text{℃/sec}) = -1.73 [Mn (\%) + 3.5 P (\%)] + 3.95 \dots \dots \dots (1)$$

(2) 重量比にて C: 0.02~0.15%, Mn: 0.8~3.5%, P: 0.02~0.15%, Al: 0.10%以下, N: 0.005~0.025% を含む高強度薄鋼板の製造方法において、前記基本組成のほか更に Si: 0.1~1.5%, Cr: 0.1~1.0%, Mo: 0.1~1.0% のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を含み、かつ $Mn\% + 0.26 Si\% + 3.5 P\% + 1.3 Cr\% + 2.67 Mo\% \geq 0.64\%$ を満足し残部は Fe および不可避免的な不純物より成る鋼を溶製したる後通常の工程により熱間圧延する工程と、前記熱延鋼帯を 550℃ 以下の温度で巻取り酸洗後冷間圧延する工程と、前記冷延鋼帯を A_{c1}、変態点~950℃ の温度範囲に 10 秒から 10 分間加熱保持する工程と、前記加熱工程終了後 600~300℃ 間の平均冷却速度が下記 (2) 式で求まる臨界冷却速度 CR (℃/sec) 以上 200℃/sec 未満の範囲となる如く冷却する工程と、を有して成ることを特徴とする延性およびスポット溶接性の良好な高強度薄鋼板の製造方法。

(2)

$$\log CR (\text{℃/sec}) = -1.73 [Mn (\%) + 0.2681 (\%) + 3.5 P (\%) + 1.3 Cr (\%) + 2.67 Mo (\%)] + 3.95 \dots\dots\dots(2)$$

(3) 重量比にて C: 0.02~0.15%, Mn: 0.8~3.5%, P: 0.02~0.15%, Al: 0.10%以下、N: 0.005~0.025%を含む高強度薄鋼板の製造方法において、前記基本組成のほかに B: 5~100ppm を含み、更に必要により Si: 0.1~1.5%, Cr: 0.1~1.0%, Mo: 0.1~1.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を含み、かつ $Mn\% + 0.2681\% + 3.5P\% + 1.3Cr\% + 2.67Mo\% \geq 0.64\%$ を満足し残部は Fe および不可避的不純物より成る鋼を溶製したる後通常の工程により熱間圧延する工程と、前記熱延鋼帯を 550℃以下の温度で巻取り酸洗後冷間圧延する工程と、前記冷延鋼帯を Ac₁ 変態点~950℃の温度範囲に10秒から10分間加熱保持する工程と、前記加熱工程終了後 600~300℃間の平均冷却速度が下記(3)式で求まる臨界冷却速度 CR (℃/sec) 以上 200℃/sec 未満の範囲となる如く冷却する工程と、を有して成ることを特徴と

(3)

混合組織鋼板で強度を高めるには、C、Mn、Si、Nb、Tiなどの元素を多量に添加する必要がある、その結果製造コストの上昇をもたらし、また、C、Mnなどの多量添加はスポット溶接性を劣化させるという問題があった。この二律背反現象のため、従来延性およびスポット溶接性の良好な高強度鋼板を低コストで製造することはきわめて困難であった。

本発明の目的は、上記従来技術の問題点を解消し、製造コストが低廉な延性およびスポット溶接性の良好な高強度薄鋼板の効果的な製造方法を提供することにある。

本発明のこの目的は次の3発明のいずれによつても効果的に達成される。

第1発明の要旨とするところは次のとおりである。すなわち、重量比にて C: 0.02~0.15%, Mn: 0.8~3.5%, P: 0.02~0.15%, Al: 0.10%以下、N: 0.005~0.025%を含む高強度薄鋼板の製造方法において、前記基本組成のほか残部が Fe および不可避的不純物より成る鋼を溶製した

(5)

する延性およびスポット溶接性の良好な高強度薄鋼板の製造方法。

$$\log CR (\text{℃/sec}) = -1.73 [Mn (\%) + 0.2681 (\%) + 3.5 P (\%) + 1.3 Cr (\%) + 2.67 Mo (\%)] + 3.40 \dots\dots\dots(3)$$

3. 発明の詳細な説明

本発明は延性およびスポット溶接性の良好な高強度薄鋼板の製造方法に係り、特に引張強度が 50 kg.f/mm² 以上の高強度薄鋼板の低廉コストによる製造方法に関する。

近年、自動車の安全性および軽量化の観点からバンパーやドア・ガードバーなどの強度部材には引張強度 50 kg.f/mm² 以上の高強度鋼板が多用されるようになってきた。このような用途に適用される材料の特性としては、引張強度が高いと同時に延性が良好であり、更に車体の組立時にはスポット溶接性が良好であることが要求される。

かかる要求に応えるために最近フェライトとマルテンサイトを主とする低温変態生成物から成る混合組織鋼板が使用されている。しかし、従来の

(4)

後通常の工程により、熱間圧延する工程と、前記熱延鋼帯を 550℃以下の温度で巻取り酸洗後冷間圧延する工程と、前記冷延鋼帯を Ac₁ 変態点~950℃の温度範囲に10秒から10分間加熱保持する工程と、前記加熱工程終了後 600~300℃間の平均冷却速度が下記(1)式で求まる臨界冷却速度 CR (℃/sec) 以上 200℃/sec 未満の範囲となる如く冷却する工程と、を有して成ることを特徴とする延性およびスポット溶接性の良好な高強度薄鋼板の製造方法である。

$$\log CR (\text{℃/sec}) = -1.73 [Mn (\%) + 3.5 P (\%)] + 3.95 \dots\dots\dots(1)$$

第2発明の要旨とするところは次の如くである。すなわち、上記第1発明と同一基本組成のほかに更に Si: 0.1~1.5%, Cr: 0.1~1.0%, Mo: 0.1~1.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を含み、かつ $Mn\% + 0.2681\% + 3.5P\% + 1.3Cr\% + 2.67Mo\% \geq 0.64\%$ を満足し残部は Fe および不可避的不純物より成る鋼を溶製したる後、第1発明と同一要件で熱延、

(6)

冷延および熱処理を行い、最後の冷却工程の平均冷却速度が下記(2)式で求まる臨界冷却速度CR(℃/sec)以上200℃/sec未満の範囲となる如く冷却する工程を有して成る製造方法である。

$$\log CR (\text{℃/sec}) = -1.73 [\text{Mn}(\%) + 0.26 \text{Si}(\%) + 3.5 \text{P}(\%) + 1.3 \text{Cr}(\%) + 2.67 \text{Mo}(\%)] + 3.95 \dots\dots\dots(2)$$

次に第3発明は溶鋼組成としては、第1発明と同一基本組成のほかにB:5~100ppmを含み、更に必要により第2発明と同一条件でSi、Cr、Moのうちから選ばれた1種または2種以上を含み、かつ

$\text{Mn}\% + 0.26 \text{Si}\% + 3.5 \text{P}\% + 1.3 \text{Cr}\% + 2.67 \text{Mo}\% \geq 0.64$ を満足し残部はFeおよび不可避の不純物より成る鋼を溶製したる後、第1発明と同一要件で熱延、冷延および熱処理を行い、最後の冷却工程の平均冷却速度が下記(3)式で求まる臨界冷却速度CR(℃/sec)以上200℃/sec未満の範囲となる如く冷却する工程を有して成る製造方法である。

$$\log CR (\text{℃/sec}) = -1.73 [\text{Mn}(\%) + 0.26 \text{Si}(\%) +$$

(7)

第1表

試験 記号	区分	化学組成(重量%)						CR (℃/sec)
		C	Si	Mn	P	Al	N	
A	本発明例	0.050	0.010	1.52	0.045	0.032	0.0057	18.2
B	比較例	0.053	0.011	1.52	0.005	0.029	0.0061	11.2
C	本発明例	0.051	0.032	1.51	0.10	0.029	0.0055	3.0
D	比較例	0.051	0.032	1.52	0.20	0.029	0.0055	1.3
E	本発明例	0.050	0.015	1.50	0.048	0.032	0.0161	11.2
F	比較例	0.051	0.021	1.51	0.051	0.032	0.0030	10.7
G	本発明例	0.051	0.021	1.51	0.060	0.035	0.0200	9.1
H	比較例	0.051	0.020	1.50	0.045	0.030	0.0250	11.9

(9)

特開昭60-52528(3)

$$3.5 \text{P}(\%) + 1.3 \text{Cr}(\%) + 2.67 \text{Mo}(\%)] + 3.40 \dots\dots\dots(3)$$

すなわち、本発明は安価な強化元素であるPと、更に強化能の大きなNを積極的に添加した鋼を適正な熱間圧延と制御熱処理によつて、フェライトとマルテンサイト相を主体とする低温変態生成物相から成る混合組織とすることによつて延性およびスポット溶接性が共に良好な高強度薄鋼板の製造に成功したものであつて、本発明はNを積極的に添加することによつて引張強度のみならず降伏応力が従来の混合組織鋼より高くなることも、強度部材としての用途に対して有利である。

先ず、本発明を待た基本実験結果について説明する。

第1表に示す如き化学組成で、アンダーラインを施した成分のみが本発明の要件を満足しない供試材A、B、C、DおよびE、F、G、Hについて仕上圧延温度830~870℃、巻取り温度500~520℃にて熱延し、各同一の1.0mm厚に冷間圧延した後、本発明による770℃×60sec

(8)

加熱後500~300℃間の平均冷却速度が40~60℃/secのガスジェット冷却をした場合、および比較例の平均冷却速度がCR℃/s未満のガスジェット冷却または従来の箱焼鈍により670℃にて10時間加熱した場合、更に冷却速度が約2000℃/secの水冷によつた場合の3種の異なる熱処理を行ない、各供試材A、B、C、DおよびE、F、G、Hの引張強度と伸びを測定した結果をそれぞれ第1図および第2図に示した。

鋼組成としては、本発明例A、C、E、Gはいずれも本発明の限定要件を満足するものであるが、比較例BはPが過少であり、比較例DはPが過大であり、比較例FはNが過少であり、その他は組成としては本発明の要件を満足するが、前記の如く比較例は冷却工程の平均冷却速度が本発明の要件を満足しないものである。第1図、第2図より明らかな如く箱焼鈍またはCR℃/s未満の速度で冷却した供試材は伸びが著しくすぐれているが引張強度が低く、また水冷によるものは引張強度は70kgf/mm²以上を示すが、伸びが顕著に劣化して

(10)

いるのに対し、本発明例の限定化学組成を満足し冷却工程における平均冷却速度が $CR \geq 200^\circ C/sec$ 以上の $200^\circ C/sec$ 未満の供試材 A、C および E、G は強度と伸びの関係が良好であることを示している。

次にスポット溶接性に対する鋼成分中の P、N 量の及ぼす影響について行った実験結果について説明する。本発明の基本組成を満足する $0.05\%C - 1.5\%Mn - 0.006\%N$ 鋼について P 量を 1r から 0.2% まで種々変化させて 5 種類の供試材を溶製し、次に $0.05\%C - 1.5\%Mn - 0.05\%P$ なる基本組成を有する鋼について N を $0.001 \sim 0.030\%$ までの範囲で変化させた 6 種類の供試材を溶製した。

これらの供試材を仕上げ圧延温度 $830 \sim 870^\circ C$ で熱延した後、 $500 \sim 520^\circ C$ の温度範囲で巻取った。この熱延鋼帯を冷延して最終板厚を $1.0mm$ とし、これらの冷延鋼板各供試材を $770^\circ C$ にて 60 秒間加熱後 $600 \sim 300^\circ C$ 間の平均冷却速度が臨界冷却速度 $CR (^\circ C/sec)$ 以上の $30^\circ C/sec$ のガス、ジェット冷却を行なう熱処理を完了した鋼板についてスポット溶接性を調査した。スポット溶

(11)

次に本発明の成分限定理由について説明する。
C:

C は鋼の基本成分の一つとして重要であり、特に本発明では熱処理後にフェライトとマルテンサイトを主体とする低温変態生成物から成る混合組織を得るために少なくとも 0.02% 以上の C の添加が必要である。しかしながら 0.15% を超えるとスポット溶接性が急激に劣化するので上限を 0.15% とし、 $0.02 \sim 0.15\%$ の範囲に限定した。

Mn:

Mn は固溶体強化元素であり、強度を確保するために必要であり、特に本発明においては低温変態生成物を安定して形成させるために重要である。Mn の下限は (1)、(2) 式の臨界冷却速度 CR を $200^\circ C/sec$ 未満とする条件によつて決まり、Si、Cr、Mo、B を含まない場合は Mn が 0.8% 未満では (1) 式の CR が $200^\circ C/sec$ 以上になるため下限を 0.8% に限定した。また Si、Cr、Mo、B の 1 種以上を含む場合にはこれらの元素が CR 低減に効果があるため Mn の低減が可能であるが、溶製上の観

(13)

接条件は、加圧力 $300kg.f$ 、通電時間 $10Hr$ の条件でテリ発生限界電流直下の電流で溶接し、溶接部の剪断引張試験および十字引張試験を行ない、剪断引張強度および十字引張強度に及ぼす P 含有量および N 含有量の影響を調査した。結果はそれぞれ第 3 図および第 4 図に示すとおりである。

第 3 図より明らかなとおり、P が 0.15% を超えると剪断引張強度および十字引張強度のいずれも強度が劣化し、特に十字引張強度は急激に低下する。従つて本発明においては後記の如く P の含有量の上限を 0.15% に限定した。

また、第 4 図より明らかなとおり、N が 0.025% を超すと剪断引張強度および十字引張強度のいずれも強度が劣化し、この場合も特に十字引張強度は急激に低下する。従つて本発明においては後記の如く N の含有量の上限を 0.025% に限定した。

この傾向は、その後の熱処理法の如何に拘らず鋼中に存在する P および N の含有量のみによつて決定されることが判明した。

(12)

点から 0.2% を下限とし、かつ (2) 式の CR を $200^\circ C/sec$ 未満にするため次の条件が必要である。
 $Mn\% + 0.26Si\% + 3.5P\% + 1.3Cr\% + 2.67Mo\% \geq 0.64\%$
一方、Mn 量の増加に応じて CR は減少し比較的小さな冷却速度でも目的とする混合組織が得られるが、Mn 量が 3.5% を超えると C と同様にスポット溶接性の劣化をもたらすので上限を 3.5% とし、 $0.8 \sim 3.5\%$ の範囲に限定した。

P:

P は本発明における混合組織を形成するのに少なくとも 0.02% を必要とするので下限を 0.02% とした。しかし P 添加量の増大に伴ない (1)、(2)、(3) 式に示す如く混合組織の得られる下限の冷却速度 CR は減少するが、第 3 図に示す如く P 添加量が 0.15% を超えるとスポット溶接強度、特に十字引張強度が急激に低下するので上限を 0.15% とし、 $0.02 \sim 0.15\%$ の範囲に限定した。

Al:

Al は脱酸元素として必要であるが、過剰の Al はアルミナクラスターを形成し表面性状を劣化

(14)

させ、また熱間割れの危険が高くなるので上限を0.10%に限定した。

N:

Nは鋼板の強度を高めるために必要であり、更に焼鈍焼付けの際の歪時効による硬化を利用するのに添加する。強化に対する寄与は少量でも有効であるが、現在の転炉一連続鍛造による製鋼技術ではN量は通常0.0010~0.0040%であり、これより低くすることで本発明の目的より得る処がないので下限を0.005%とした。しかし第4図に示す如く、Nが過剰となつて0.025%を越えるとスポット溶接性が劣化し、特に十字引張強度が急激に低下するので上限を0.025%とし、0.005~0.025%の範囲に限定した。

上記C、Mn、P、Al、Nの各限定量をもつて本発明の高強度薄鋼板の基本組成とするが、更に必要によりSi、Cr、Mo、Bの各元素を下記限定量の範囲において1種または2種以上を同時に含有する場合でも本発明の目的を有効に達成することができる。これらの元素の限定理由は次の如く

(15)

の如く適切な熱間圧延および冷延鋼板の熱処理条件を限定管理することにより延性およびスポット溶接性の良好な高強度薄鋼板を低廉なコストで製造できる。

先ず、熱間圧延は通常の条件で行われるが、成分中のNは強化に有効に働くためには熱延母板の段階で固溶の状態にある必要があるので、スラブ再加熱温度は高温とし、溶け残りのAlNを少なくしておくことが望ましい。

次に本発明において重要な要件は熱延後の巻取り温度である。巻取り温度について本発明者らが行った実験結果について説明する。

第2表

供試材 No	化学組成(重量%)					
	C	Si	Mn	P	Al	N
1	0.051	0.015	1.52	0.085	0.031	0.0062
2	0.085	0.500	1.80	0.040	0.039	0.0100
3	0.110	0.040	1.60	0.030	0.025	0.0150

(17)

である。

Si、Cr、Mo、B:

これらの元素は前記(2)、(3)式から明らかな如く、いずれも混合組織形成に必要な臨界冷却速度を下げると同時に、低温変態生成物の量を増し、その結果強度向上の効果がある。而してその効果が発揮されるにはSi、Cr、Moの各元素は0.1%以上、Bは5ppm以上を必要とするので、これをもつて下限とした。しかし過剰の添加は効果が飽和しコストも上昇するので上限をSiは1.5%、Cr、Moはいずれも1.0%、Bは100ppmとし、それぞれ次の範囲に限定した。

Si: 0.1~1.5%

Cr: 0.1~1.0%

Mo: 0.1~1.0%

B: 5~100ppm

なお、Si、Cr、Mo、Bの各元素はいずれも単独に使用してそれぞれ効果を発揮するが、複合添加してもそれぞれの効果が顕著されることがない。

上記の如く成分組成を限定した鋼について下記

(16)

第2表に示す本発明による限定内の組成の熱延鋼板を巻取り温度を300~800℃と広範囲に変化させて、冷延、焼鈍後の材質に及ぼす巻取り温度の影響を調査した。この場合の焼鈍条件は800℃に60秒間均熱後40~60℃/secの冷却速度で冷却したものであつて、結果は第5図に示すとおりである。第5図より明らかな如く、供試材No1、2、3はいずれも550℃を限界として高温巻取り材ほど引張強度が低下し、逆に550℃以下の温度で巻取ることにより冷延、焼鈍後の引張強度が顕著に増大することを示している。これは熱延母板組織自体が微細になることと、Nが固溶状態で存在する割合が増加するためその後の冷延、焼鈍により微細な組織で、しかも多くの固溶Nまたは微細な窒化物を含む鋼が得られることによるものである。上記の理由から本発明においては、熱延後の巻取り温度を550℃以下に限定した。

次に本発明における熱処理要件について説明する。先ず冷延鋼帯の加熱温度は、低温変態生成相の母相であるオーステナイト相を得るためにAc₁

(18)

変態点以上の温度としなければならないことは当然である。更に A_c 変態点以上においては、加熱温度の増加に伴ないオーステナイト相の量が増し、より高強度が得られるので高温焼鈍が望ましいが、950℃を超すと強度増加が飽和すると同時に焼鈍雰囲気調整を行つてもテンパーカラーの発生を抑制することが困難であるので上限を950℃とし、 A_c 変態点～950℃の温度範囲に限定した。

上記温度範囲の焼鈍における加熱時間については、所定量の γ 相を現出させるために少なくとも10秒を必要とするも、10分間を超す長時間の保持によつて結晶粒の粗大化を招くので上限を10分間とし、加熱保持時間を10秒～10分間の範囲に限定した。

次に上記加熱温度からの冷却条件は本発明においては極めて重要な要件の一つである。前記第1図および第2図にて示された本発明者らの実験結果から(1)、(2)、(3)式で計算される CR 以上の冷却速度で冷却された混合組織鋼板は強度と延性との関係が良好である。しかし冷却速度が200℃/sec

(19)

基本実験として、本発明と従来の箱焼鈍を含む冷却速度の違いおよび約200℃/secの水冷による3つの場合の焼鈍条件を対比し、本発明例による供試材A、C、E、Gは比較例B、D、F、Hに比し強度と伸びの関係が格段にすぐれていることを示し、更に鋼成分中のPおよびNが本発明の限定値内の鋼板が本発明による熱延および熱処理の如何に拘らず、スポット溶接性がすぐれていることを示したが更に次の実施例について説明する。

実施例1

0.13%C-2.0%Mn-0.05%Pを基本組成とし、N量が本発明の限定外の0.003%を含有する供試材 $\#1$ と、本発明の限定内の0.0160%を含有する供試材 $\#2$ の2鋼種を溶製した。

いずれも同一の仕上げ延延温度800～780℃にて熱延した後、400～450℃にて巻取り、酸洗後冷延して最終板厚1.0mmの冷延鋼板とした。この冷延鋼板を700～980℃まで種々変えた最高加熱温度にて60秒間保持する均熱焼鈍処理した後、

(21)

以上になると、素材の均一冷却が難しく材質のばらつきが大きくなるのに加え、自動車部品として使用する際の溶接焼付けによつて強度が劣化する。これを避けるために通時効処理を低温で行なう方法があるが製造工程を煩雑にし材質の制御をも困難にするので採用できない。冷却速度が CR (℃/sec)未満の場合は第1図、第2図より明らかな如く、伸びが著しく大となるが強度が伴わず、箱焼鈍材の種々な例は勿論であるが、伸びと強度との関係は CR (℃/sec)以上200℃/sec未満の冷却速度のものよりも良好ではない。従つて、本発明では臨界冷却速度 CR (℃/sec)を下限とし、上限を安定した材質の得られる200℃/sec未満の冷却速度に限定した。而して上記冷却速度を制御する温度範囲は600～300℃間で十分であり、この温度範囲を上記限定冷却速度にて冷却することによりフェライト相とマルテンサイト相を主体とする低温変態生成物および残留オーステナイト相から成る混合組織鋼を得ることができる。

本発明の実施例については、先に本発明者らの

(20)

冷却に当り600～300℃間の平均冷却速度を臨界冷却速度 CR (℃/sec)以上200℃/sec未満の40℃/secのガス、ジェット冷却を行わない引張特性を比較した。結果は第6図に示すとおりである。第6図より明らかなとおり、本発明による焼鈍温度範囲にある800～950℃においては本発明による限定内のNを含む供試材 $\#2$ は本発明の限定外のNを含む $\#1$ より引張強度、降伏応力ともすぐれているに拘らず、伸び値はほぼ同一であることを示している。このことは本発明鋼は強度と共に延性も、すぐれていることを示すものである。

実施例2

第3表に示す如き化学組成の鋼を溶製し、供試材 $\#1-A$ から $5-II$ まで合計16種の化学組成の試料を作成した。第3表中本発明による限定組成に該当しない成分はアンダーラインを付して区別し、供試材 $\#1-A$ から $3-B$ まではNの添加効果、供試材 $\#4-A$ から $5-A$ まではPの添加効果、供試材 $\#5-B$ 、 $5-C$ 、 $5-D$ 、 $5-E$ はそれぞれSi、Cr、Mo、Bの添加効果を確認

(22)

第 3 表

区 分	供試材	化学組成 (重量%)						目的	CH (℃/s)	冷却速度 (℃/s)	引張特性 (純鉄のまま)		
		C	Mn	P	Al	N	その他				YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	EL (kgf/mm ²)
比較例	1-A	0.05	1.20	0.030	0.04	0.0030	—	Nの効果	49	60	22	44	40
本発明例	1-B	0.05	1.21	0.030	0.04	0.0150	—	Nの効果	47	60	27	50	39
比較例	2-A	0.08	1.51	0.080	0.04	0.0020	—	Nの効果	7.1	30	29	57	35
本発明例	2-B	0.08	1.52	0.080	0.04	0.0200	—	Nの効果	6.9	30	39	65	33
比較例	3-A	0.13	2.60	0.040	0.04	0.0031	—	Nの効果	0.2	30	50	90	20
本発明例	3-B	0.13	2.61	0.040	0.04	0.0180	—	Nの効果	0.2	30	60	100	18
比較例	4-A	0.08	1.51	0.005	0.04	0.0100	—	Pの効果	20	40	24	54	35
本発明例	4-B	0.08	1.51	0.050	0.04	0.0108	—	Pの効果	11	40	25	58	34
本 発 明 例	5-A	0.08	1.51	0.050	0.04	0.0060	—	Pの効果	11	30	23	55	35
	5-B	0.08	1.51	0.050	0.04	0.0060	Si 0.5%	Siの効果	11	30	24	58	34
	5-C	0.08	1.51	0.050	0.04	0.0060	Cr 0.5%	Crの効果	11	30	26	61	32
	5-D	0.08	1.51	0.050	0.04	0.0060	Mo 0.3%	Moの効果	11	30	27	65	30
	5-E	0.08	1.51	0.050	0.04	0.0060	B 0.0030%	Bの効果	11	30	24	57	34
	5-F	0.08	1.50	0.050	0.04	0.0070	Si 0.5% Cr 0.4%	Si, Cr 複合効果	08	35	26	63	32
	5-G	0.08	1.52	0.060	0.04	0.0060	Mo 0.4% B 0.0020%	Mo, B 複合効果	0.04	30	26	66	30
	5-H	0.08	1.50	0.050	0.04	0.0060	Cr 0.5% B 0.0035%	Cr, B 複合効果	02	30	26	62	32

(23)

し、供試材 5-F は Si、Cr の複合添加効果、5-G は Mo、B の複合添加効果、5-H は Cr、B の複合添加効果を確認する試験を行った。すなわち、いずれの供試材も仕上げ圧延温度 870~800℃、巻取り温度 540~490℃の温度範囲で熱延し、この熱延鋼帯を酸洗後 70~80% の圧下率にて冷延して 1 mm 厚の冷延鋼板を製造した。この冷延鋼板各供試材を 800℃にて 60 秒間加熱保持する均熱を施した後、いずれも第 3 表にて示す臨界冷却速度 CR (℃/sec) 以上の冷却速度にて冷却した純鉄材について JIS 5 号の引張試験片を作成、それぞれの引張特性を測定した結果を第 3 表に同時に示した。第 3 表より明らかな如く、供試材 1-A と 1-B、2-A と 2-B、3-A と 3-B はいずれも近似の組成であるに拘らずいずれも 1-A、2-A、3-A は N 含有量において本発明の限定外であるために引張強度、降伏応力および伸びにおいてそれぞれ 1-B、2-B、3-B より劣り、供試材 4-A、4-B は近似組成であるが、4-A は P 含有量が本発明外であるために引

張特性が 4-B より劣る。

また供試材 5-A で示す如き本発明による基本組成を有する供試材は引張強度および伸びの割合が良好な高張力薄鋼板であることを示しているが、上記基本組成のほか Si、Cr、Mo、B をそれぞれ単独に添加した本発明による供試材 5-B、5-C、5-D、5-E は、いずれも基本組成の供試材 5-A よりも更にすぐれた引張強度を示し、更に Si、Cr を複合添加した供試材 5-F、Mo、B を複合添加した供試材 5-G、Cr、B を複合添加した供試材 5-H はいずれも引張強度が改善されており、伸びは供試材 5-A に比し若干劣るものの、なお強度と延性の割合の良好な高張力薄鋼板であることを示している。

上記実施例より明らかな如く、本発明による限定量の P、N を添加することにより、また C、Mn、P、Al、N の基本組成のほか、更に本発明による限定範囲の Si、Cr、Mo、B のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を添加することにより、わずかに伸び値を低下するものの、引張強度の向上が

(24)

(25)

著しく、強度、延性の関係の良好な薄鋼板を得ることができることを明示している。なお、第3表に示したN添加鋼について、焼鈍後100℃ 30分間の時効処理を行つたが、顕著な時効劣化は見られず、伸びの低下は1%未満にとどまつた。

上記各実施例より明らかとなり、本発明はC、Mn、P、Al、Nの限定量を基本組成とし、必要によりSi、Cr、Mo、Bのうちから選ばれた1種または2種以上を限定範囲量添加した鋼を熱延した後550℃以下の温度で巻取り酸洗後冷延した冷延鋼板を限定温度範囲に再加熱して保持する焼鈍を行つた後、本発明により定められた組成から決定される臨界冷却速度以上200℃/sec未満の平均冷却速度で600～300℃間を冷却する焼鈍処理を施すことにより、フェライトとマルテンサイト相を主体とする低温変態生成物から成る混合組織とすることができ、引張強さが50kgf/mm²以上の強度と延性との割合が良好で、スポット溶接性のすぐれた高強度薄鋼板を低廉な製造コストで製造することができ、例えば自動車の強度部材等の用途に有

(26)

強度および降伏応力)および伸びに及ぼす焼鈍温度の影響を示す線図である。

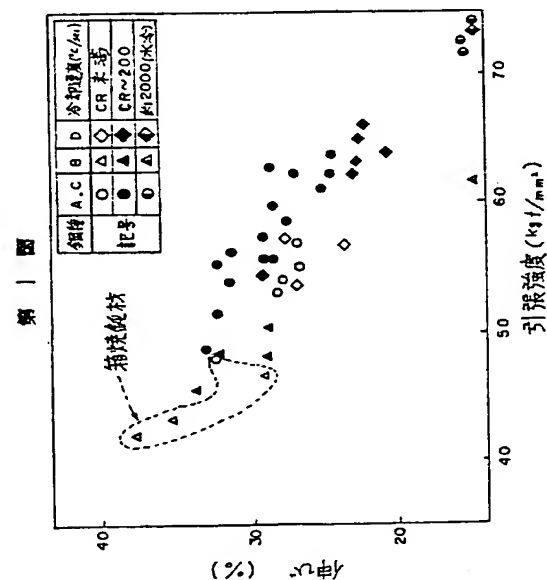
代理人 弁理士 中路 武雄

効に使用し得る効果を取めることができた。

4. 図面の簡単な説明

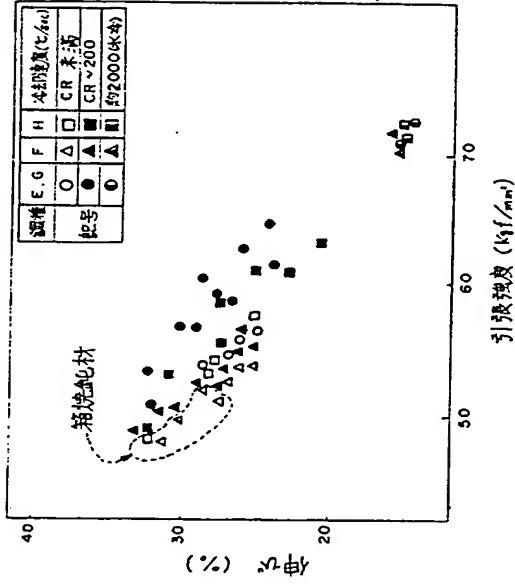
第1図、第2図は本発明を得るための基本実験におけるそれぞれ供試材A、B、C、D鋼および供試材E、F、G、Hにおける、本発明による限定条件における均熱後の600～300℃間の平均冷却速度を比較例の臨界冷却速度CR未満、および水冷による約2000℃/secとした場合と、本発明によるCR～200℃/secとした場合の各供試材の引張強度(kgf/mm²)と伸び(%)との関係を対比する相関図、第3図および第4図はそれぞれ0.05%C-1.5%Mn-0.006%Nを基本組成とし、P含有量を変化させた場合および0.05%C-1.5%Mn-0.05%Pを基本組成とし、N含有量を変化させた場合のそれぞれP量と剪断引張強度および十字引張強度との関係、およびN量と剪断引張強度と十字引張強度との関係を示す相関図、第5図は冷延、焼鈍後の引張強度に及ぼす巻取り温度の影響を示す線図、第6図は本発明によるN:0.016%鋼と、本発明外のN:0.003%鋼との引張応力(引張

(27)

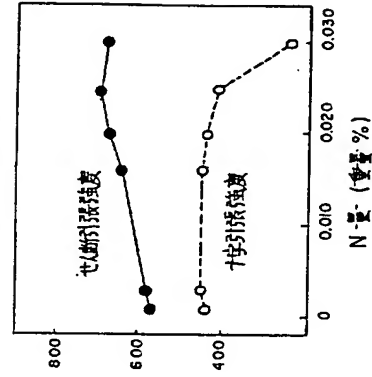


(28)

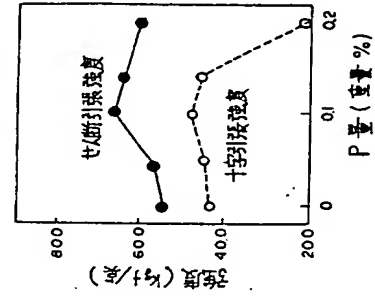
第2図



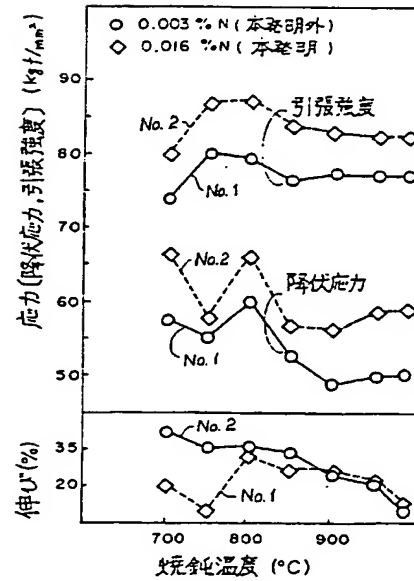
第4図



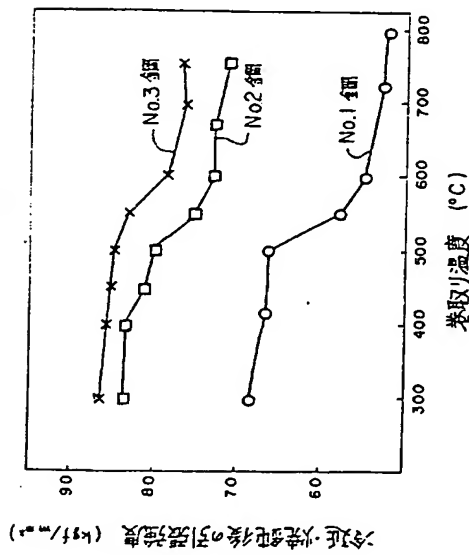
第3図



第6図



第5図



THIS PAGE BLANK (USPTO)